

VŠB – Technická univerzita Ostrava
Fakulta strojní

Katedra mechanické technologie

**Vliv degradačních vlastností na svarové spoje feritických a
austenitických ocelí i**

*Influence of Degradation Characteristics in Weld Seams of Ferritical and
Austenitical Steels*

Autoreferát disertační práce

Ing. Jan Zemánek

Obor: Strojírenská technologie
Školitel: Doc. Ing. Drahomír Schwarz, CSc.
Oponenti: prof. Ing. Jaroslav Koukal, CSc. - FS VŠB-TUO
doc. Ing. Heinz Neumann, CSc. - FS TU Liberec
doc. Ing. Ladislav Daněk, CSc. - ÚST FSI VUT v Brně

ISBN 978-80-248-2249-5

Ostrava 2010

ANOTACE

Disertační práce se zabývá problematikou svařování heterogenních spojů mezi austenitickou a feritickou ocelí. V současnosti se tyto spoje svařují obloukovou metodou 111 nebo 141. Díky množství vneseného tepla do spoje dochází ve svarech k významným difúzním pochodům, které ovlivňují základní mechanické, chemické vlastnosti a mají vliv i na korozní odolnost. Další vliv na svarové spoje má také pracovní teplota, která u zkoumaného spoje dosahuje teploty do 250°C. Cílem práce je ověřit technologické postupy svařování metodami s vysokou koncentrací energie, které minimálně tepelně ovlivňují základní materiály.

ANOTATION

The dissertation thesis is dealing with heterogeneous weld joints between austenitic and ferritic steel. Currently these joints are welded with method 111 or 141. Because of this method a lot of heat is inserted into both materials and this has a big influence to diffusion characteristics. This has an effect to basic mechanical, chemical and corrosion characteristics. Another influence to the seam has also working environment. Working environment of tested samples is at maximum 250°C. The goal of this thesis is to verify new technological specifications with high energy welding methods. These methods minimize the heat influence of welding.

OBSAH

1	Cíl disertační práce	4
2	Metody svařování heterogenních spojů	6
3	Svarový spoj provedený elektronovým paprskem	7
	3.1 Studium mikrostruktury svarového spoje	8
4	Heterogenní spoj provedený metodou laser-hybrid	15
	4.1 Studium mikrostruktury svarového spoje	17
5	Fázová rentgenová difrakce	20
6	Korozní zkoušení svarových spojů	21
7	Diskuze výsledků	23
8	Závěr	32
9	Seznam použité literatury	35
10	Seznam publikací autora	35

1 CÍL DISERTAČNÍ PRÁCE

Cílem disertační práce je detailní studium vlastností svarových spojů ocelí P255G1TH a X8CrNiTi18-10 svařovaných elektronovým paprskem a metodou laser hybrid. Na svarových spojích budou studovány:

- 1.) Změny chemického složení svarových spojů pomocí elektronové mikroskopie. Tím se zjistí obsah legujících prvků napříč svarovým spojem a to ze strany feritické oceli na stranu austenitické oceli a to ve třech vrstvách (horní část, prostřední část a kořenová část svaru). Elektronovým mikroskopem budou také zjišťovány případné mikrotrhliny, staženiny.
- 2.) Stanovení typu vytvrzujících fází metodou rentgenové difrakce. Výsledkem bude difrakční záznam jednotlivých krystalických fází. Každá krystalická látka má totiž jedinečný difrakční záznam a tak jsme ji schopni klasifikovat.
- 3.) Změny obsahu δ -feritu ve svarovém kovu. Ten zvyšuje odolnost proti praskavosti za tepla. Jako vyhovující se udává obsah 2-8% delta feritu ve svarovém kovu. Stanovení delta feritu bude provedeno nejprve tzv. barevným leptáním s následnou kvantifikací sledované složky (leptání, kterým se barevně rozliší jednotlivé složky materiálu) a poté bude měření doplněno výsledky z dotykového feritometru (metoda založená na magnetismu feritické složky a tzv. magnetické váze).
- 4.) Stanovení korozní odolnosti svarových spojů proti bodové, mezikrystalické a elektrochemické korozi. První z uvedených korozi způsobuje vznik důlků účinkem iontů halogenů, které pronikají oxidickou vrstvou. Bodová koroze se testuje tzv. ponorovou zkouškou. Vzorek je ponořen do provozního média (demineralizovaná voda z parogenerátoru) a zahřát na teplotu 95°C. Poté je vzorek v pravidelných intervalech přesně vážen a je sledován jeho hmotnostní úbytek. K mezikrystalické korozi může dojít při tzv. teplotě zcitlivění (425-815°C) [1]. Na hranicích zrn dochází k precipitaci karbidů Cr_{23}C_6 , čímž dojde ke snížení korozní odolnosti v této oblasti. Testovaný vzorek je vystaven účinku roztoku síranu měďnatého, zahřátého na teplotu varu, po dobu 24 hodin.

Posledním zkoušením bude zjištění korozní odolnosti proti galvanické korozi dle ASTM G82-98. Cílem bude zjistit rozdíl potenciálů v heterogenním spoji.

Vlastnosti zkoumaných spojů, svařovaných elektronovým paprskem a metodou laser hybrid, budou také ověřeny dle stávající legislativy, tedy dle normy ČSN EN ISO 15 614-11. Nejprve budou svarové spoje podrobeny nedestruktivnímu zkoušení, což by mělo ověřit, zda se na povrchu a uvnitř svaru nevyskytují nehomogenity (povrchové či podpovrchové plošné a objemové vady). Dále budou ze svarových spojů odebrány vzorky pro destruktivní zkoušky. Pro určení základních mechanických vlastností bude provedena příčná zkouška tahem, která bude sloužit ke stanovení meze pevnosti R_m zkoumaného spoje. Plastické vlastnosti svarových spojů budou ověřeny zkouškou lámavosti s úhlem ohybu 180° . Poslední zkouškou, která bude mít za účel ověření mechanických vlastností, bude zkouška mikrotvrdosti. Touto zkouškou bude ověřena tvrdost ve svarovém spoji i v jednotlivých pásmech tepelně ovlivněné oblasti. Nakonec bude odebrán vzorek ze svarového spoje za účelem ověření makrostruktury svarového spoje a tepelně ovlivněné oblasti.

2 METODY SVAŘOVÁNÍ HETEROGENNÍCH SPOJŮ

Vzhledem k degradačním procesům, které v heterogenním svarovém kovu probíhají, je důležité volit metody svařování s co nejnižším vneseným teplem. Pro zamezení degradace spojů je třeba minimální tepelně ovlivněné oblasti se svarem s vysokým koeficientem formy svaru. Cílem je vybrat vhodnou metodu svařování, která bude nejvíce splňovat následující podmínky:

- a) omezení difúzních pochodů, redistribuce uhlíku
- b) omezení vzniku tvrdých a křehkých struktur
- c) omezení segregačních procesů
- d) zajištění korozní odolnosti svarového kovu a tepelně ovlivněných oblastí

První bod lze ovlivnit teplotním cyklem svařování, tedy svařováním vysokým výkonem s prudkým ohřevem a ochlazením (laser, elektronový paprsek, plasma) a volbou vhodného přídavného materiálu. Zde se využívá vlastností austenitických a především niklových slitin. Nikl krystalizuje v hexagonální krystalické mřížce a působí tak jako protidifúzní bariéra.

Na vznik tvrdých a křehkých struktur má vliv opět teplotní cyklus, tedy například prudké ochlazení při vysokovýkonném svařování s následným vznikem martenzitických struktur. Nebo může dojít k přelegování chromem za vzniku tvrdé intermetalické sigma fáze. To však lze ovlivnit chemickým složením.

Omezení segregačních procesů u třetího bodu pomáhá využití metody svařování s nízkým tepelným příkonem (laser, elektronový paprsek, plasma), technologickým postupem (svařování na více vrstev menšími průměry elektrod, pulzní svařování).

Také korozní odolnost lze ovlivnit volbou vhodného přídavného materiálu, stupněm promísení základních materiálů, jehož cílem je dosažení svarového kovu odolnějšího vůči korozi než méně ušlechtilý materiál. Důležitým bodem je také úloha stabilizačních prvků (Ti, Ta, Nb, Columbity), jejichž cílem je primární vazba na uhlík a zamezení vazby chromu s uhlíkem. Bez jejich pomoci by mohlo dojít k ochuzení chromu na hranicích zrn, vedoucí až k mezikrystalické korozi.

3 SVAROVÝ SPOJ PROVEDENÝ ELEKTRONOVÝM PAPRSKEM

Rozsah zkoušení heterogenního svarového spoje určuje norma ČSN EN ISO 15 614-11 (viz. tabulka 3.1). Uvedené zkoušky se provádějí dle uvedených norem v tabulce. Vizuální, penetrační zkouška a zkouška prozářením neprokázala žádné povrchové, či objemové vady. Výsledky příčné zkoušky tahem, zkoušky lámavosti a tvrdosti jsou uvedeny v tabulkách 3.2 - 3.4. Nevyhovujícího výsledku vykazala pouze zkouška tvrdosti. Proto se tato práce bude zabývat také návrhem vhodného žíhání s cílem snížit nevyhovující tvrdost.

Tabulka 3.1 Rozsah zkoušení svarových spojů dle ČSN EN ISO 15 614-11

Typ zkoušky	Norma	Zkušební tep.	Poznámka
Vizuální zkouška – VT	ČSN EN 970	-	-
Penetrační zkouška – PT	ČSN EN 571-1	-	-
Zkouška prozářením – RT	ČSN EN 1435	-	-
Příčná zkouška tahem	ČSN EN 895	+20 °C	Stanovení R_m
Zkouška lámavosti	ČSN EN 910	+20 °C	2 tyče příčné zkoušky lámavosti ze strany kořene, 2 tyče příčné zkoušky lámavosti z lící strany, průměr válečku 4.t a úhel ohybu 180°
Zkouška mikrotvrdosti	ČSN EN 1043-2	+20 °C	Umístění vpichů dle ČSN EN ISO 15 614-11, článek 7.4.4
Zkouška makrostruktury	ČSN EN 1321	+20 °C	M 2:1

Tabulka 3.2 Výsledky příčné zkoušky tahem

Prováděcí předpis:		ČSN EN 895				
Požadavek dle předpisu:		ČSN EN ISO 15614-11			Výsledek:	vyhovující
Vzorek	Teplota (°C)	R_m (N.mm ⁻²)	$R_{p0,2}$ (N.mm ⁻²)	A (%)	Z (%)	Místo porušení
Požadavek:	+20	min. 440	-	-	-	-
1R-613 /1/T1	+20	561	-	-	-	mimo svar
1R-613 /1/T2	+20	553	-	-	-	mimo svar

Tabulka 3.3 Výsledky zkoušky lámavosti

Prováděcí předpis:		ČSN EN 910				
Požadavek dle předpisu:		ČSN EN ISO 15614-11		Výsledek:		vyhovující
Vzorek	Teplota (°C)	Ø trnu (mm)	Úhel ohybu (°)	Tažená strana	Výsledek:	Poznámky
Požadavek:	+20	4t	180	-	-	-
1R-613 /1/O1	+20	4t	180	kořen	Vyhovující	-
1R-613 /1/O2	+20	4t	180	povrch	Vyhovující	-
1R-613 /1/O3	+20	4t	180	kořen	Vyhovující	-
1R-613 /1/O4	+20	4t	180	povrch	Vyhovující	-

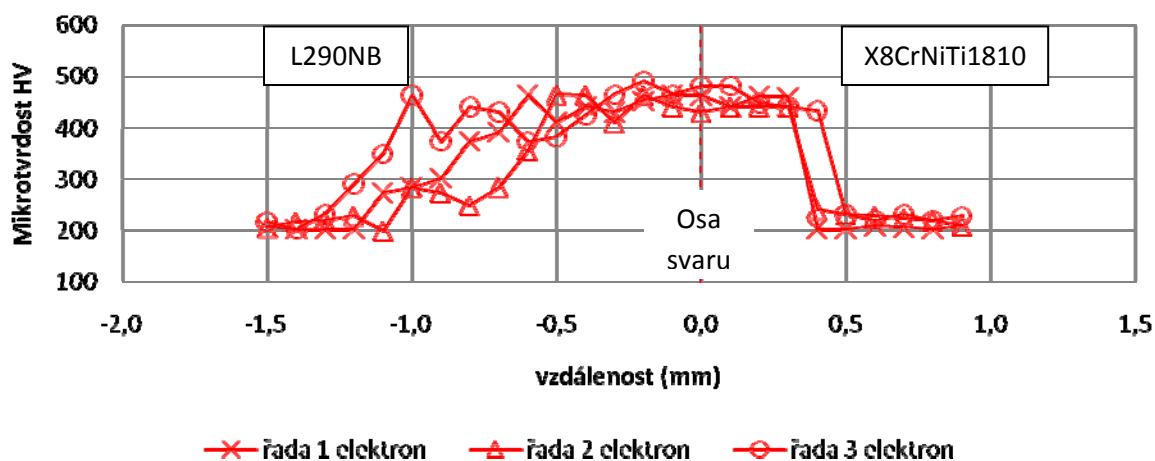
Tabulka 3.4 Výsledky zkoušky mikrotvrdomosti

Prováděcí předpis:			ČSN EN 1043-2				
Požadavek dle předpisu:			ČSN EN ISO 15614-11		Výsledek:	nevyhovující Umístění jednotlivých vpichů viz protokol č.	
Vzorek	max. ZM I	max. TOO	max. SK	max. TOO	max. ZM II		
Požadavek:	max.380						
1R-613	1/M1	199	482	557	274		218
1R-613	1/M1	187	557	555	284		218

3.1 STUDIUM MIKROSTRUKTURY SVAROVÉHO SPOJE

Vzhledem k nevyhovující zkoušce mikrotvrdomosti byl vzorek svarového kovu podroben dalšímu zkoumání. Mikrotvrdomost byla měřena ve třech vrstvách – 1 mm, 3 mm a 5 mm pod povrchem. Výsledek je graficky znázorněn na grafu 3.1.1. Na grafu mikrotvrdomosti je patrné její zvýšení v oblasti svarového kovu. Vzhledem k plynulosti křivky lze hovořit o vlivu struktury, nejedná se o zasažení karbidu indentorem. Maximální požadavek na tvrdost je 380 HV, ve středu svarového kovu dosahuje mikrotvrdomost hodnoty téměř 500 HV.

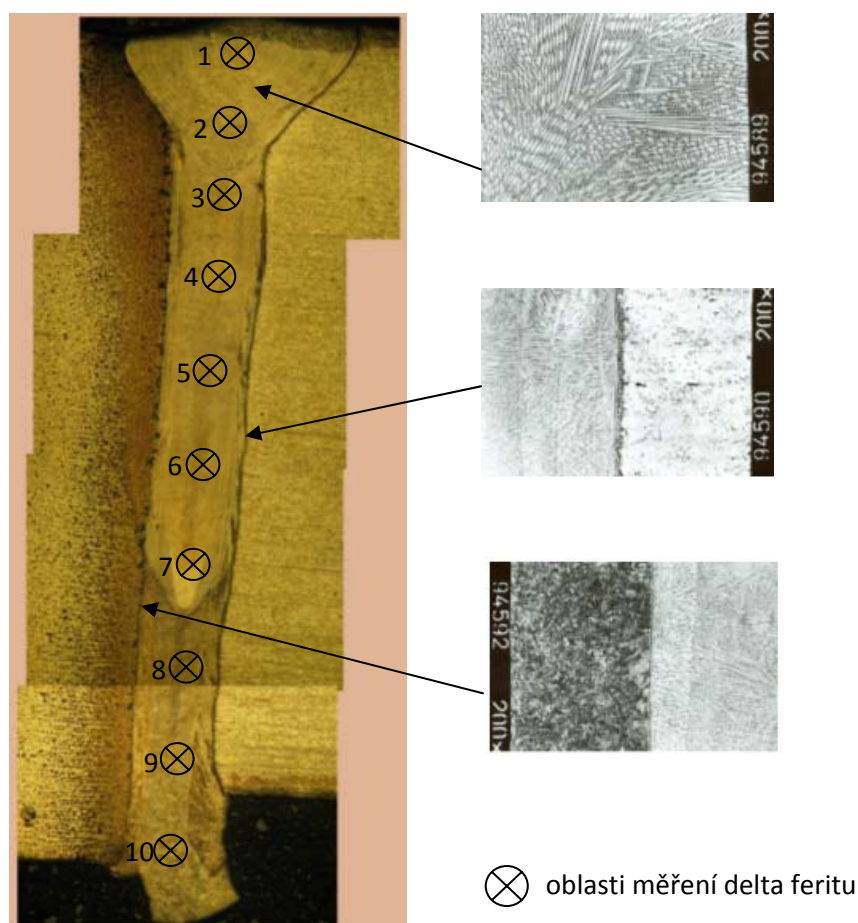
Obrázek 3.1.1 Průběh mikrotvrdomosti napříč svarovým spojem



Klasický mikrostrukturní rozbor byl získán studiem metalografického výbrusu optickým mikroskopem a jeho následným vyhodnocením. Vlastní mikrostruktura je viditelná po naleptání, problémem však je leptání heterogenního svarového spoje. Nelegované a nízkolegované oceli se leptají obvykle Nitalem, což je 1-4 % roztok kyseliny dusičné v etanolu. Na austenit, jehož povrch je pokryt oxidickým filmem Cr_2O_3 , je potřeba speciální leptadla. Proto se vzorek nejprve leptal elektrolyticky v kyselině šťavelové po dobu 1,5 min., proudem 1 A/cm^2 dle normy ASTM A262 a poté v Nitalu.

Výsledky metalografického zkoušení jsou uvedeny na obrázku 3.1.2 a 3.1.3. Makrostruktura je zvětšena 2x, na levé straně je základní materiál L290NB a na pravé základní materiál X8CrNiTi18-10. Vzhledem k malé šířce tepelně ovlivněné oblasti, byl zkoumán pouze svarový kov.

Obrázek 3.1.2 Makrostruktura a mikrostruktura svarového spoje (detaily zvětšeny 200x)



Obrázek 3.1.3 Mikrostruktura svarového spoje (zoom 200x)



Výsledná mikrostruktura konkrétního svarového kovu je licí, tvořena austenitem a δ -feritem. Hranice ztavení na straně materiálu X8CrNiTi18-10 je tvořena austenitem, δ -feritem a množstvím jemných karbidů, hranice ztavení na straně materiálu L290NB je tvořena jemnou feriticko-cementitickou strukturou. Původně tyčinkovitý cementit hrubne a mění tvar na globulární. Mikrostruktura materiálu X8CrNiTi18-10 je tvořena austenitem, δ -feritem a množstvím jemných karbidů, mikrostruktura materiálu L290NB je feriticko -bainitická. Na mikrostruktuře svarového kovu lze spatřit dvě krystalizační fronty - dendritická a globulární. Na hranicích zrn začíná růst martenzit, což má za následek vysokou tvrdost materiálu. Právě vhodným žiháním lze popustit tuto strukturu a následně tak snížit nevyhovující tvrdost svarového kovu.

Cílem dalšího měření je kvantifikovat obsah delta feritu ve svarovém kovu (delta ferit je ve struktuře cíleně, zvyšuje odolnost proti praskavosti za tepla). Principem tohoto měření je barevné odlišení měřené složky rozlišovacím leptáním a následným kvantitativním vyhodnocením tmavších oblastí (sledované složky) v počítačovém programu MICROIMAGE. Jelikož je struktura svarového kovu tvořena především austenitem a delta-feritem, bylo použito tzv. barevné leptání, k barevnému odlišení austenitu a delta feritu. Takto připravené vzorky jsou nafoceny digitálním fotoaparátem připojeným k optickému mikroskopu a fotky jsou analyzovány programem MICROIMAGE. Ten následně naměří obsah tmavých ploch na snímku (delta feritu ve svarovém kovu). Jako doplňující měření obsahu delta feritu bylo také provedeno měření dotykovým feritometrem, které je zde také uvedeno.

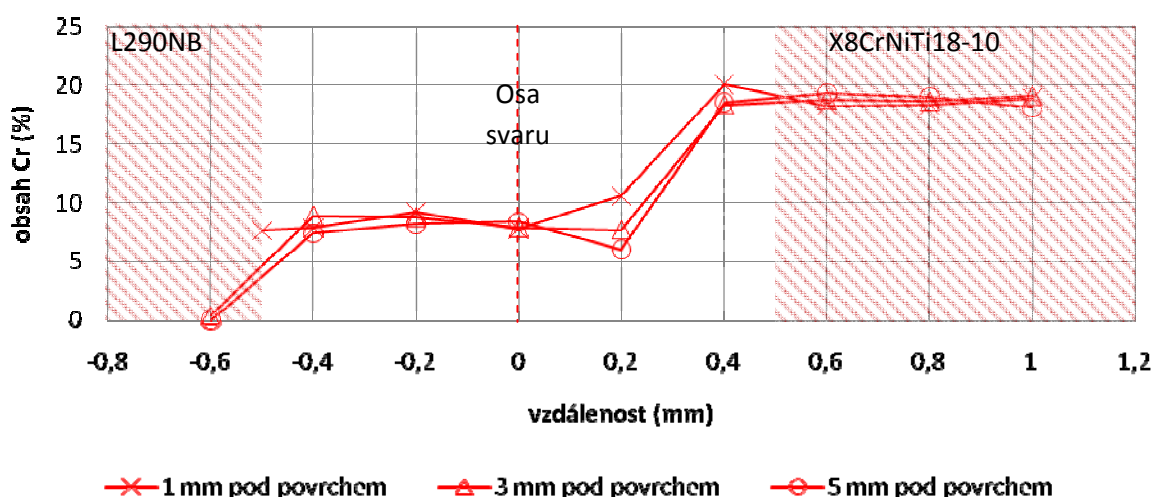
Obrázek 3.1.4 Svar zalisovaný ve vodivém materiálu a detail pásma ztavení (zoom 200x)



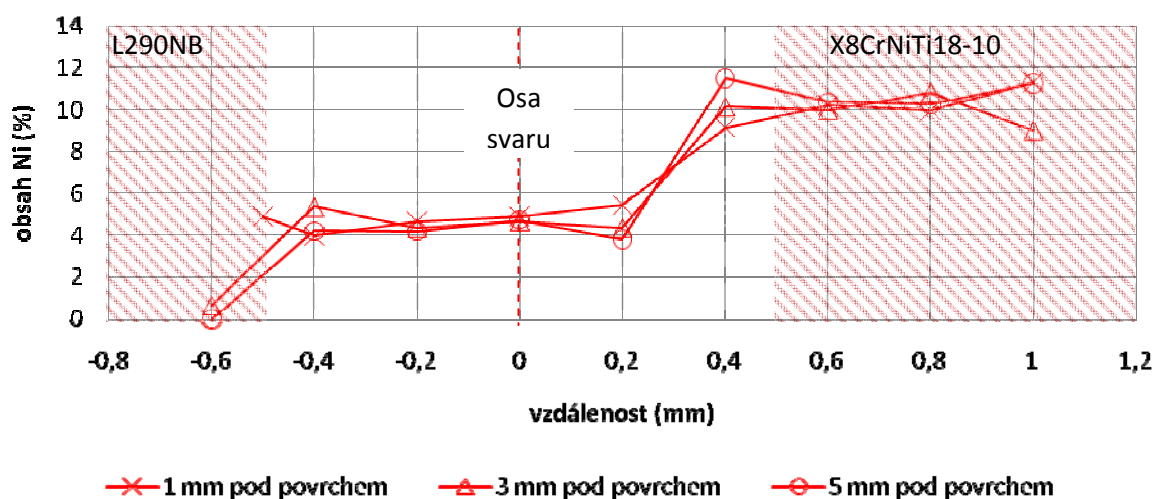
Na obrázku 3.1.4 je uveden zkoumaný svar provedený elektronovým paprskem, zalisovaný ve vodivém materiálu a připravený pro měření obsahu delta feritu. Jak je ze snímku (a přiloženého měřítka) patrné, je velmi obtížné tento svar (šířka cca. 1 mm) měřit dotykovým feritometrem a tak je toto měření zde uvedeno jako doplňkové. Na obrázku je také uvedena fotografie zkoumaného povrchu, elektrolyticky vyleptaného v tzv. rozlišovacím leptadle (10% roztoku NaOH). Jednotlivé data byly naměřeny v ose svarového kovu a to od povrchu, až po kořen svaru (viz. obr. 3.1.2). Množství delta feritu je průměrně 2,82%, což je vyhovující (vyhovující je obsah 2-8% delta feritu ve svarovém kovu).

Dále byly vzorky svařované elektronovým paprskem podrobeny elektronové mikroskopii, kde byla sledována změna chemického složení. Rozdíly v úbytku i přírůstku legujících prvků v jednotlivých vrstvách pod povrchem jsou dány jednak geometrií svaru a také technologií svařování elektronovým paprskem. Svařuje se totiž na tři vrstvy (stehovací, svařovací a kosmetický průchod), každým následným průchodem se odpařuje základní materiál a legující prvky. Také obsah feritu roste až do maximálních hodnot (viz. graf 3.1.10). Na tomto grafu je nejlépe vidět prudká změna chemického složení a to zhruba 0,3 milimetru od pásma ztavení austenitické oceli. Poté se chemické složení ustálí a opět cca. 0,1 mm od pásma ztavení na straně feritické oceli roste do maximálních hodnot.

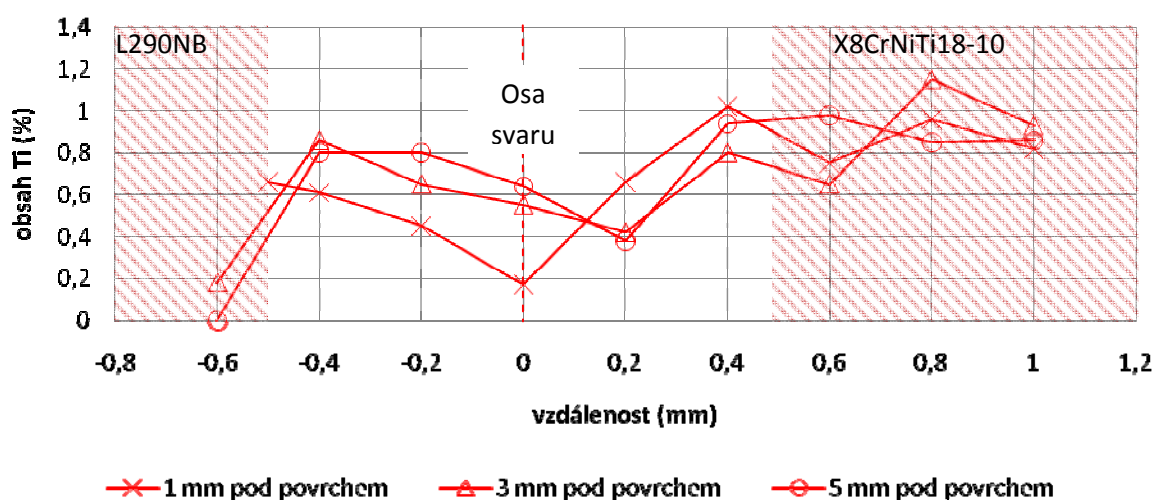
Obrázek 3.1.5 Změna obsahu chromu napříč svarovým spojem



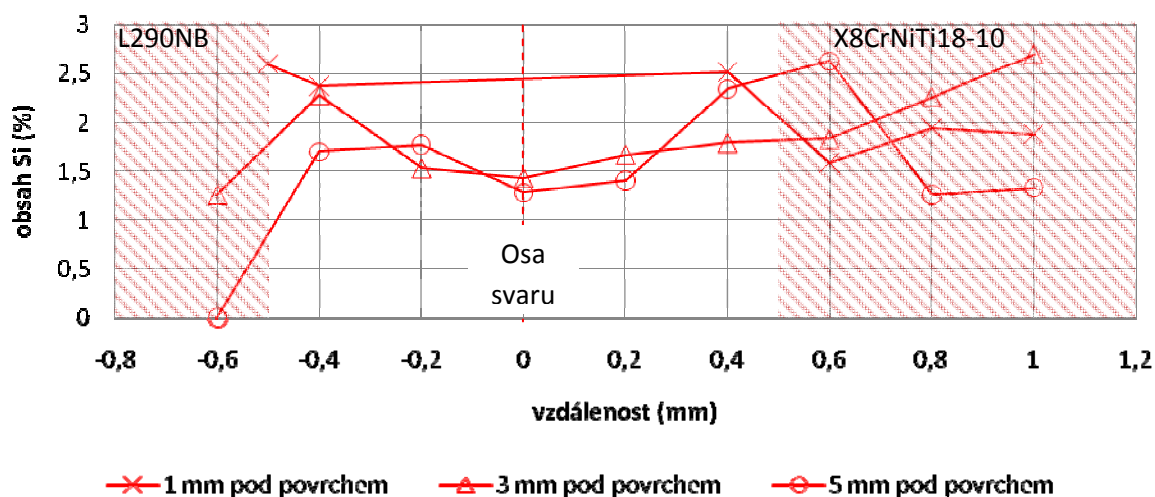
Obrázek 3.1.6 Změna obsahu niklu napříč svarovým spojem



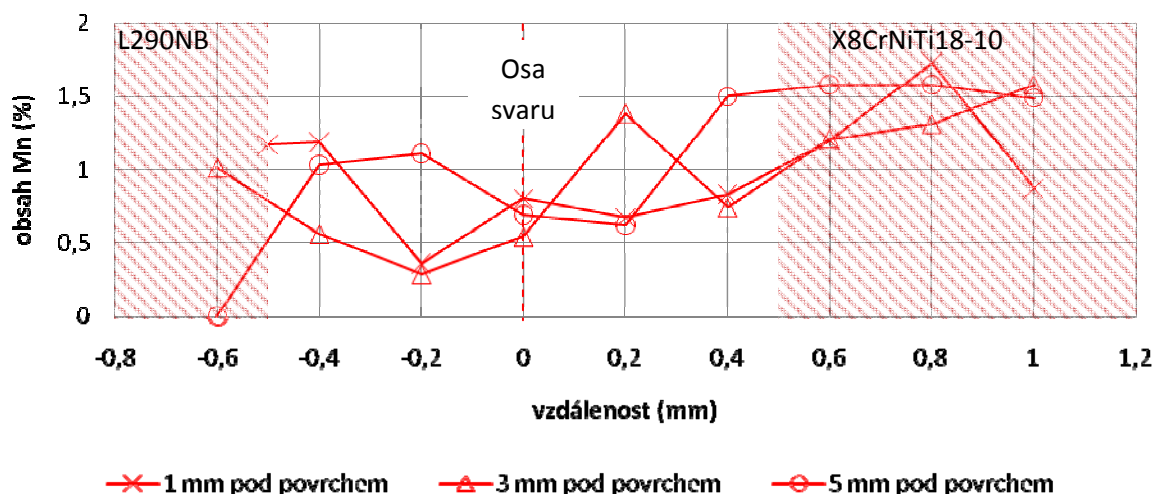
Obrázek 3.1.7 Změna obsahu titanu napříč svarovým spojem



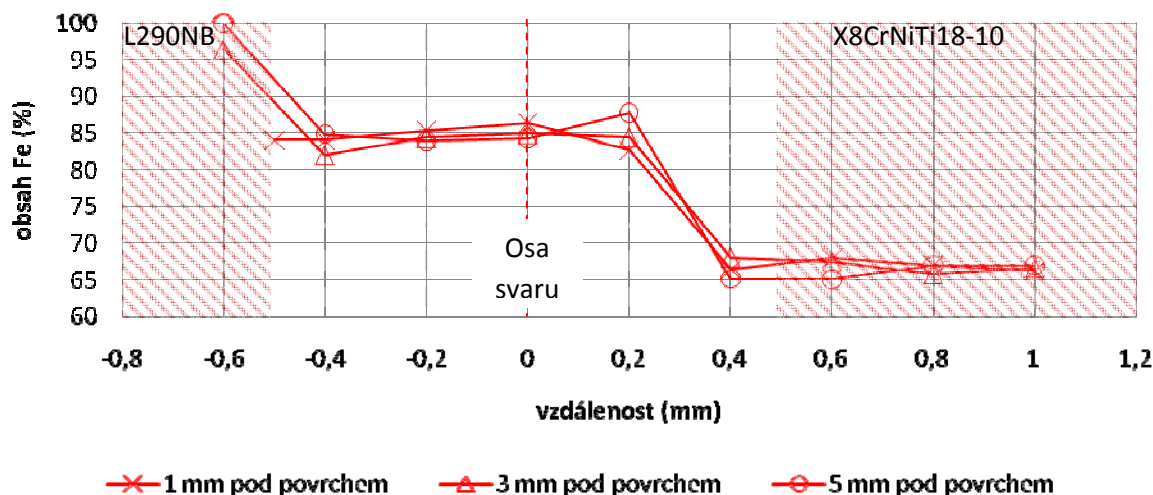
Obrázek 3.1.8 Změna obsahu křemíku napříč svarovým spojem



Obrázek 3.1.9 Změna obsahu manganu napříč svarovým spojem



Obrázek 3.1.10 Změna obsahu železa napříč svarovým spojem

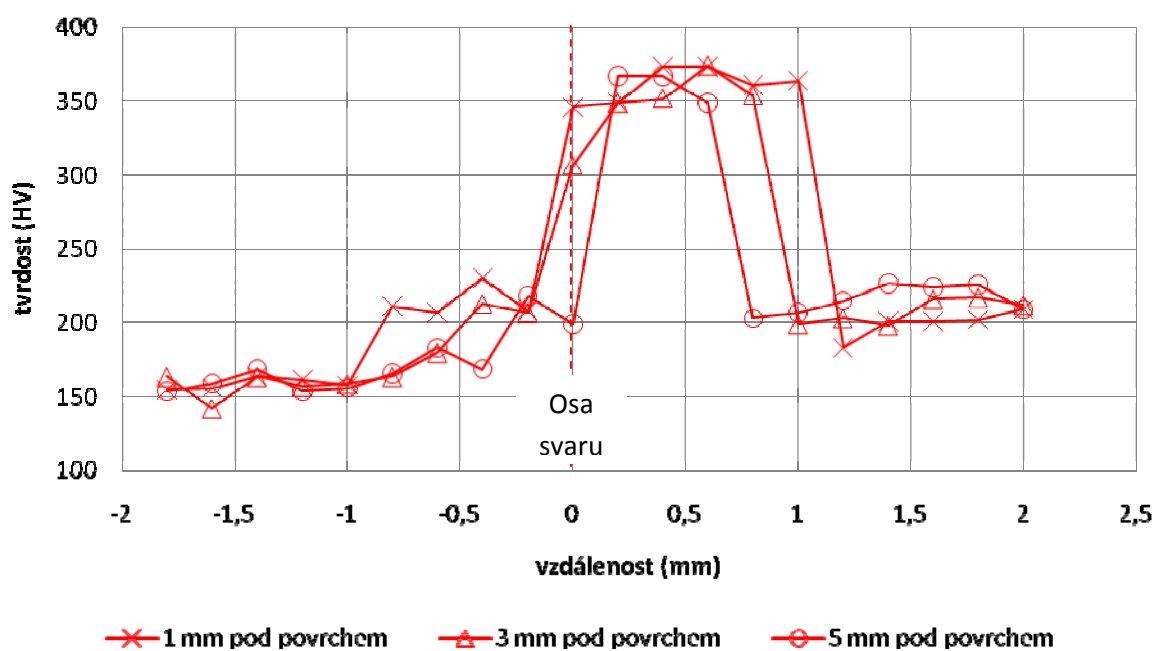


Z výsledků mechanického zkoušení svarového spoje provedeného elektronovým paprskem nevyhovuje pouze mikrotvrdost. Studium mikrostruktury neprokázalo žádné vady, na hranicích zrn svarového kovu však začíná růst martenzit. Vhodné je žíhání bez rekrytalizace, tedy pod teplotu A_{c1} . Výsledky tohoto měření jsou uvedeny v diplomové práci Ing. Jiřího Zbořila [4]. Celkem byly žíhány čtyři vzorky, každý na jinou teplotu uvedenou v tabulce 3.1.1.

Tabulka 3.1.1 Postup žihání vzorků a výsledky tvrdosti (mikrotvrdosti)[4]

Vzorek	1	2	3	4
Teplota (°C)	620	650	670	700
Čas (min)	30	30	30	30
Tvrdost HV1	Nevyhovuje	vyhovuje	vyhovuje	Vyhovuje
Mikrotvrdost HV0,1	Nevyhovuje	nevyhovuje	nevyhovuje	Vyhovuje

Obrázek 3.1.11 Průběh mikrotvrdosti po žihání na 700° po dobu 30 minut



Vyhovující byl pouze poslední vzorek, žiháný na 700°C po dobu 30 minut. Opět vzhledem k plynulosti křivky lze hovořit o vlivu struktury, nikoliv o vliv vytvrzujících fází, karbidů, karbonitridů, nebo nitridů. Vzhledem k žihání v oblasti zcitlivění, bude nutné svarový spoj podrobit zkouškám korozní odolnosti.

4 SVAROVÝ SPOJ PROVEDENÝ METODOU LASER HYBRID

Svařování metodou laser hybrid umožňuje využití přídavného materiálu – svařovacího drátu. Pro tuto metodu byl zvolen drát OK AUTROD 16.51 Ø 1,2 mm (nové značení a dále jen 309LSi) od výrobce ESAB, určený pro heterogenní svarové spoje. Typ svařovacího drátu byl zvolen také na základě provozní teploty, která dosahuje hodnot do 350°C. Jako ochranný plyn byla zvolena směs 97,5% Ar + 2,5% CO₂ (EN 439: M12). Jednotlivé parametry svařování jsou uvedeny v tabulce 4.2. Vzhledem k omezenému výkonu laseru, musela být navržena speciální úprava svarových ploch (viz. obr. 4.1).

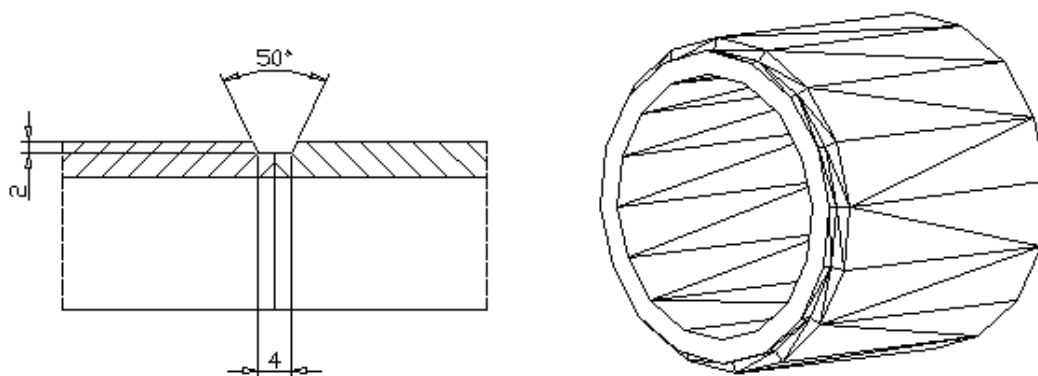
Tabulka 4.1 Chemické složení přídavného materiálu 309LSi

Prvek	C	Mn	Si	Cr	Ni
(%)	<0,03	1,8	0,8	24,0	13,0

Tabulka 4.2 Parametry svařování technologií laser-hybrid

Průtok plynu (l/min)	Výkon laseru (kW)	Proud (A)	Napětí (V)	Rychlost podávání drátu (m/min)	Rychlost svař. (mm/s)
8	3,9	81	16	2	13

Obrázek 4.1 Úprava svarových ploch pro metodu laser hybrid



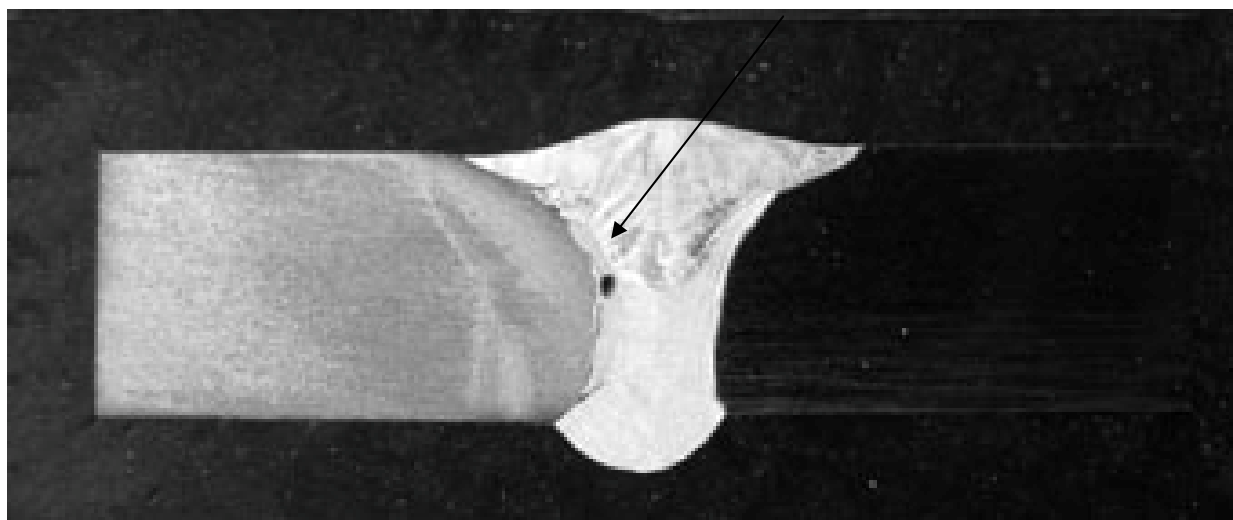
Tak jako při svařování elektronovým paprskem, i u této metody svařování rozsah zkoušení heterogenního svarového spoje určuje norma ČSN EN ISO 15 614-11 (viz. tabulka 4.3).

Tabulka 4.3 Rozsah zkoušení svarových spojů dle ČSN EN ISO 15 614-11

Typ zkoušky	Norma	Zkušební tep.	Poznámka
Vizuální zkouška – VT	ČSN EN 970	-	Vyhovující
Penetrační zkouška – PT	ČSN EN 571-1	-	Vyhovující
Zkouška prozářením - RT	ČSN EN 1435	-	Nevyhovující pórovitost
Příčná zkouška tahem	ČSN EN 895	+20 °C	Nebyla provedena
Zkouška lámavosti	ČSN EN 910	+20 °C	Nebyla provedena
Zkouška mikrotvrdosti	ČSN EN 1043-2	+20 °C	Nevyhovující
Zkouška makrostruktury a mikrostruktury	ČSN EN 1321	+20 °C	

Již během nedestruktivního zkoušení prozářením byla objevena značná pórovitost ve svarovém kovu. Tu lze také spatřit na makrosnímce svarového spoje (viz. obrázek 4.2). Pórovitost je způsobena především unikajícími plyny (v tomto případě nevhodně použitý formovací plyn, který vnikal do svarového spoje během svařování), které jsou zachyceny v tuhneoucím kovu. Tuto skutečnost lze ovlivnit volbou správných parametrů svařování: vhodné poloze svařovací hlavy, rychlostí svařování, svařovacím proudem, nastavením laseru a především zamezení vnikání formovacího plynu do svaru (úprava svařovacího přípravku).

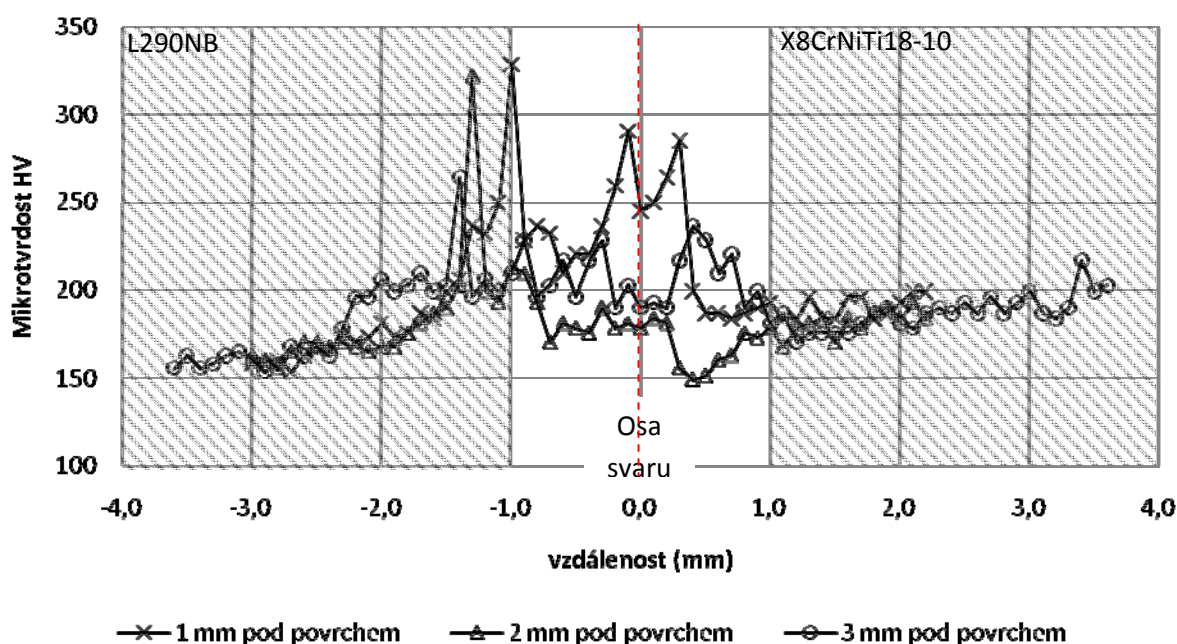
Obrázek 4.2 Makrolept svarového spoje s nevyhovující pórovitostí



4.1 STUDIUM MIKROSTRUKTURY SVAROVÉHO SPOJE

Vzhledem k výskytu pórovitosti, nebyly již vzorky dále zkoušeny destruktivními testy. Byla pouze měřena mikrotvrdost (HV0,1, obrázek 4.1.1) pro srovnání s metodou svařování elektronovým paprskem. I přes nevyhovující pórovitost byly vzorky dále zkoumány na redistribuci legujících prvků.

Obrázek 4.1.1 Průběh mikrotvrdosti napříč svarovým spojem



Obrázek 4.1.2 Mikrostruktura svarového spoje (zvětšeno 200x)



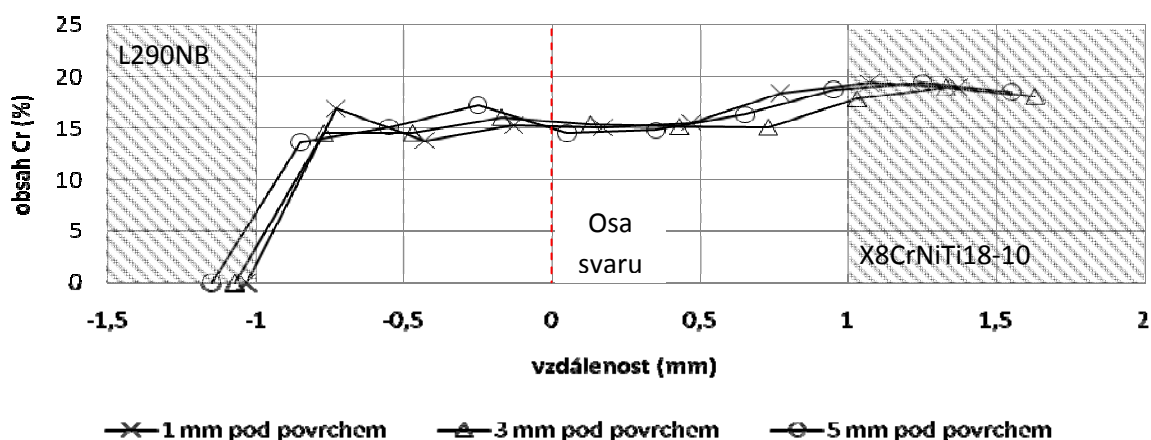
Mikrostruktura (uvedená na obrázku 4.1.2) byla zvětšena 200x, leptána 2% HNO_3 a poté elektrolyticky v 4% roztoku H_2CrO_4 . Výsledná mikrostruktura konkrétního svarového kovu je licií, tvořena austenitem a δ -feritem. Hranice ztavení na straně materiálu X8CrNiTi18-10 je tvořena austenitem, δ -feritem a větším množstvím jemných karbidů, hranice ztavení na straně materiálu L290NB je feriticko-perlitická jehlicovitého uspořádání.

Mikrostruktura materiálu X8CrNiTi18-10 je tvořena austenitem, δ -feritem a množstvím jemných karbidů, mikrostruktura materiálu L290NB je feriticko-perliticko-bainitická.

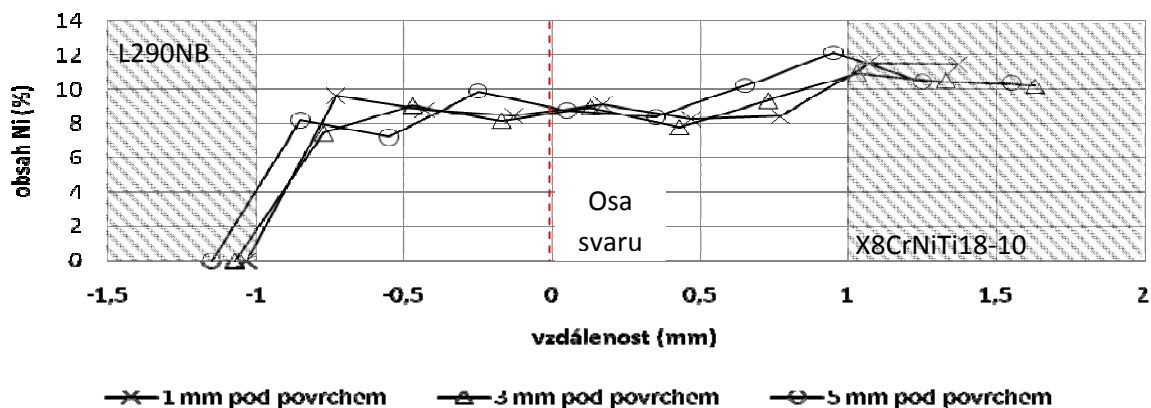
Dále byl vzorek barevně leptán pro určení obsahu delta feritu. Jeho množství je průměrně 4,83% a to je vyhovující výsledek (obsah delta feritu 2-8% ve svarovém kovu při teplotě okolí). Vyšší obsah delta feritu (než u elektronového paprsku) je způsoben použitím svařovacího drátu 309LSi.

Chemické složení jednotlivých legujících prvků bylo měřeno elektronovou mikroskopií a je uvedeno na obrázcích 4.1.3-4.1.7. V pásmu ztavení u feritické oceli, dochází k prudké změně obsahu legujících prvků. Je však nutné zdůraznit, že obsahy prvků pod jedno procento jsou pouze informativní vzhledem k velké odchylce měření a nemohou tak být hodnoceny.

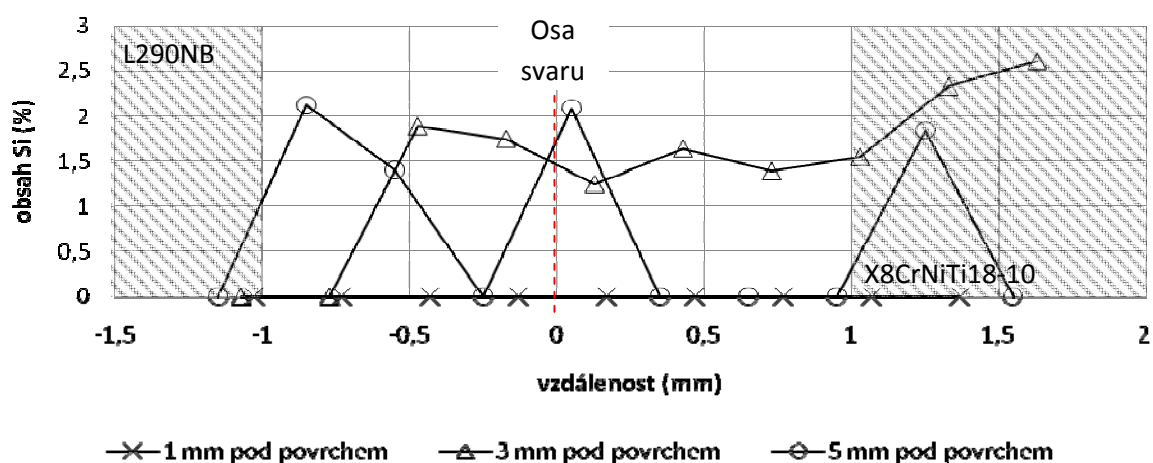
Obrázek 4.1.3 Změna obsahu chrómu napříč svarovým spojem



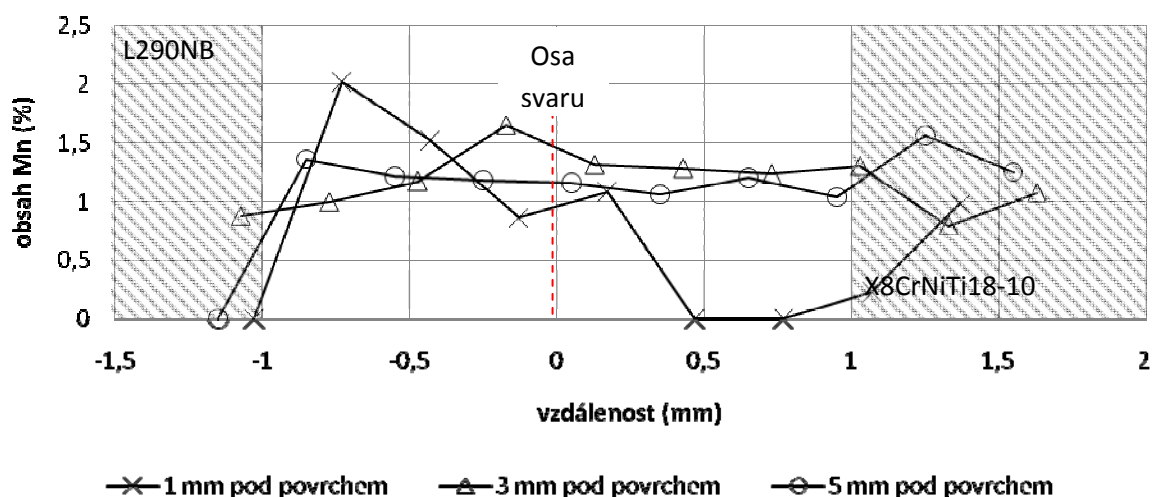
Obrázek 4.1.4 Změna obsahu niklu napříč svarovým spojem



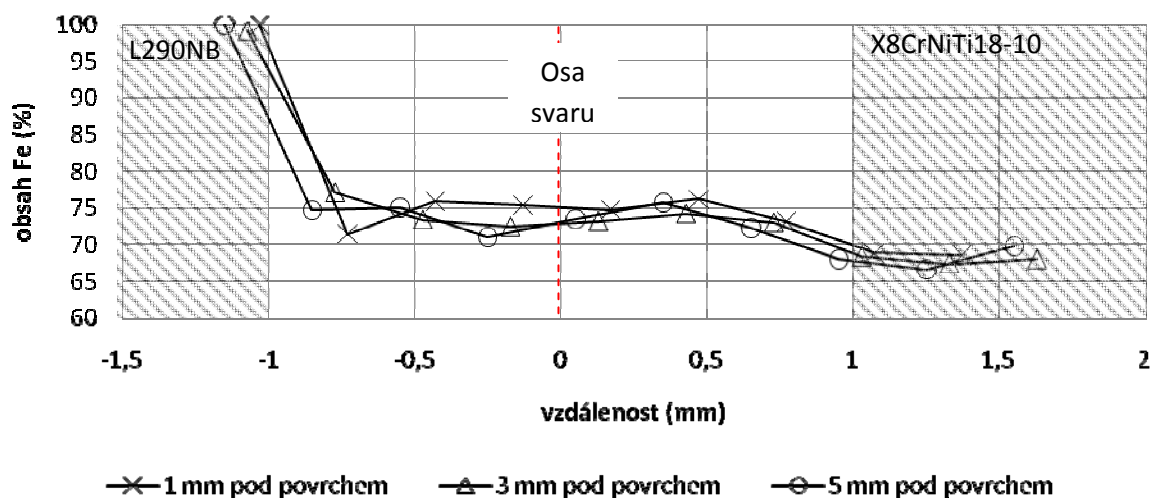
Obrázek 4.1.5 Změna obsahu křemíku napříč svarovým spojem



Obrázek 4.1.6 Změna obsahu manganu napříč svarovým spojem



Obrázek 4.1.7 Změna obsahu železa napříč svarovým spojem



Svarový spoj provedený metodou laser-hybrid byl podroben chemické analýze na elektronovém mikroskopu a byla zkoumána změna obsahu hlavních legujících prvků napříč svarovým spojem. Z naměřených hodnot je patrné, že k prudké změně chemického složení dochází ve velmi úzkém pásmu na hranici ztavení u feritické oceli (rozhraní austenit+δferit a ferit+perlit), což má značný vliv na životnost spoje. Obsah chrómu, niklu i manganu zde prudce klesá do hodnot ve feritické oceli L290NB (Cr=0,09%; Ni=0,06%; Mn=0,51%) a naopak obsah železa stoupá. Chrómu zvyšuje odolnost oceli proti korozi, mangan je austenitotvorný prvek. Nedochází však k poklesu obsahů těchto prvků pod hodnoty ve feritické oceli a tak bude koroze přednostně probíhat na feritické oceli.

5 FÁZOVÁ RENTGENOVÁ DIFRAKCE

Pro ověření výsledků elektronové mikroskopie byla tato měření doplněna fázovou rentgenovou difrakcí na práškovém difraktometru BRUKER AXS D8 x-ray diffractometer. Tato metoda srovnává naměřené křivky jednotlivých fází s křivkami v databázi, díky čemuž lze jednotlivé fáze následně kvalifikovat.

Austenitické oceli s vyšším obsahem uhlíku jsou obtížně svařitelné a to kvůli precipitaci karbidů chrómu na hranicích zrn. U zkoumaného heterogenního spoje mezi austenitickou a feritickou ocelí je tento problém znásoben vysokým obsahem uhlíku ve feritické oceli. Proto se zde v tepelně ovlivněné oblasti na straně feritické oceli dá předpokládat zvýšené množství vyprecipitovaných karbidů a tím i následné snížení korozní odolnosti. Austenitická ocel X8CrNiTi18-10 je však dolegována stabilizačním prvkem-titanem, který se přednostně váže na uhlík před chrómem za vzniku karbidů titanu. Avšak na difrakčním záznamu vzorku svařovaného elektronovým paprskem byly objeveny četné oxidy, nitridy a karbonitridy titanu, čímž tento stabilizační prvek ztrácí svoji funkci (TiO_2 , Ti_3O_5 , Ti_2N , $\text{TiC}_{0,2}\text{N}_{0,8}$, Ti_2N). Vzhledem k tomu, že se svařuje ve vakuu, dusík pochází z austenitického základního materiálu (0,013%) a kyslík z oxidů na povrchu a nečistot. Objevily se nebezpečné karbidy chrómu Cr_{23}C_6 a Cr_7C_3 , proto je důležité ověřit odolnost austenitického základního materiálu a svarového kovu proti mezikrystalické korozi.

Na difrakčním záznamu vzorku, svařovaného metodou laser hybrid, byly objeveny také četné oxidy, nitridy a karbonitridy stabilizačního prvku titanu (TiO_2 , Ti_2O , Ti_2N , $\text{TiC}_{0,2}\text{N}_{0,8}$). Mezi charakteristickými karbidy chrómu (Cr_{23}C_6 a Cr_7C_3) byly také objeveny karbidy typu M_{23}C_6 .

Vzhledem k naměřeným hodnotám je nutné oba svarové spoje provedené elektronovým paprskem i metodou laser hybrid podrobit zkoušení odolnosti vůči mezikrystalické korozi.

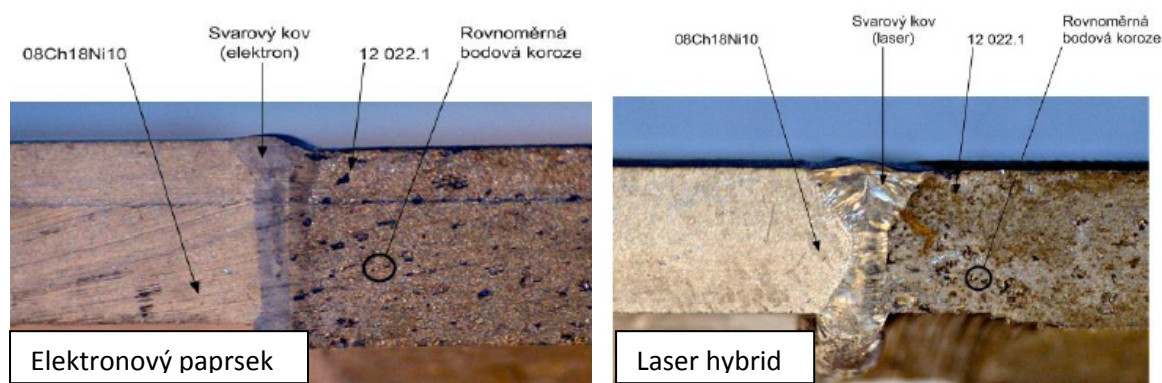
6 KOROZNÍ ZKOUŠENÍ SVAROVÝCH SPOJŮ [5]

Před samotným měřením je důležitý metalografický rozbor svarových kovů provedených elektronovým paprskem i metodou laser hybrid. Zkoušení jednotlivých typů koroze probíhalo dle mezinárodních zkoušek, tedy:

- a) Bodová koroze, zkouška ponorová dle ACTM G 31 – 72
- b) Mezikrystalická koroze, Euronorma 114 - 72
- c) Galvanická koroze, ASTM G 82-98

Jako první probíhala zkouška ponorová, jejímž cílem je zjistit odolnost proti bodové korozi. Vzorky byly ponořené do provozní vody z parogenerátoru, zahřáté na 95°C . Ohřátá voda neustále cirkulovala v celém objemu kapaliny. V pravidelných časových intervalech se přesným vážením kontroloval hmotnostní úbytek a vizuálně kontrolovalo korozní napadení, přičemž celková doba experimentu trvala 480 hodin. Již po 72 hodinách se na straně feritické oceli L290NB objevila bodová koroze. Na závěr zkoušení se toto korozní napadení dále rozrůstalo pouze na straně feritické oceli, svarový kov ani austenitická ocel nebyla napadena. Snímky korozního napadení jednotlivých vzorků je uvedeno na obrázku 6.1.

Obrázek 6.1 Bodová koroze na konkrétních vzorcích



Druhé a důležité korozní měření je náchylnost vzorků na mezikrystalickou korozi dle Euronormy 114-72. Vzhledem k tomu, že testovaný materiál je heterogenní spoj mezi austenitickou (korozivzdornou) a feritickou (nekorozivzdornou) ocelí, bylo toto měření zaměřeno pouze na austenitický základní materiál a svarový kov. Princip spočívá ve vložení vzorku do roztoku síranu měďnatého (roztok kyseliny sírové a mědi, ta se přidává v poměru 50g/l roztoku) a zahřátí do varu a poté nechat 24 hodin reagovat. Základní materiál X8CrNiTi18-10, ani svarový kov (provedený elektronovým paprskem a metodou laser hybrid) neprokázaly náchylnost na tento typ koroze.

Posledním zkoušením byla odolnost proti galvanické korozi dle ASTM G82-98. Cílem je zjistit rozdíl potenciálů v heterogenním spoji. Vzorky byly opět vloženy do provozní vody, zahřáté na 90-98°C, společně s referenční elektrodou. Princip je založen na postupném zvyšování proudu (krok 5μA) mezi anodou (L290NB) a katodou (X8CrNiTi18-10) a sledováním závislosti napětí na proudu. Tyto výsledky jsou zaznamenány v počítači přes potenciostat. Při vyhodnocení nebylo zpozorováno korozní napadení ani austenitického materiálu, ani u svarového kovu provedeného elektronovým paprskem, nebo metodou laser hybrid.

7 DISKUZE VÝSLEDKŮ

Cílem této práce je ověřit možnost svařování heterogenních, tedy metalurgicky i fyzikálně zcela odlišných materiálů, nejmodernějšími metodami svařování s nízkým vneseným teplem a posoudit jejich vhodnost pro praktické použití na konkrétním příkladě (svarový spoj mezi austenitickou ocelí X8CrNiTi18-10 a feritickou ocelí L290NB). Tyto spoje se v praxi běžně svařují metodou 141 systémem tzv. polštářování, jejíž technologický postup je však komplikovaný a zdoluhavý (cílem je zabránit difúzi zejména uhlíku pomocí tzv. polštářku, protidifúzní bariéry s vysokým obsahem niklu na straně uhlíkové oceli). U vysokovýkonných metod odpadá nutnost předehřevu a dohřevu, avšak vlivem extrémního ohřevu a prudkého ochlazení se zrna svarového kovu snaží růst kolmo k izotermám, v tomto případě k ose svaru. Také zde vznikají nežádoucí struktury (např. výskyt martenzitu, výskyt Widmanstettenovy struktury). Důležitým faktorem je v neposlední řadě stupeň promísení základních materiálů, což lze zjistit SEM elektronovou analýzou chemického složení.

Dalším problémem jsou fyzikální vlastnosti svařovaných materiálů. Rozdílná tepelná vodivost obou materiálů následně vede k nerovnováze rozdělení tepla. Austenitická ocel dále odráží větší množství laserového záření, což vede ke snížení účinku laserového svařování. Rozdílnou roztažnost obou materiálů lze však kompenzovat volbou vhodného přídavného materiálu, ovšem toho lze využít pouze u metody laser-hybrid.

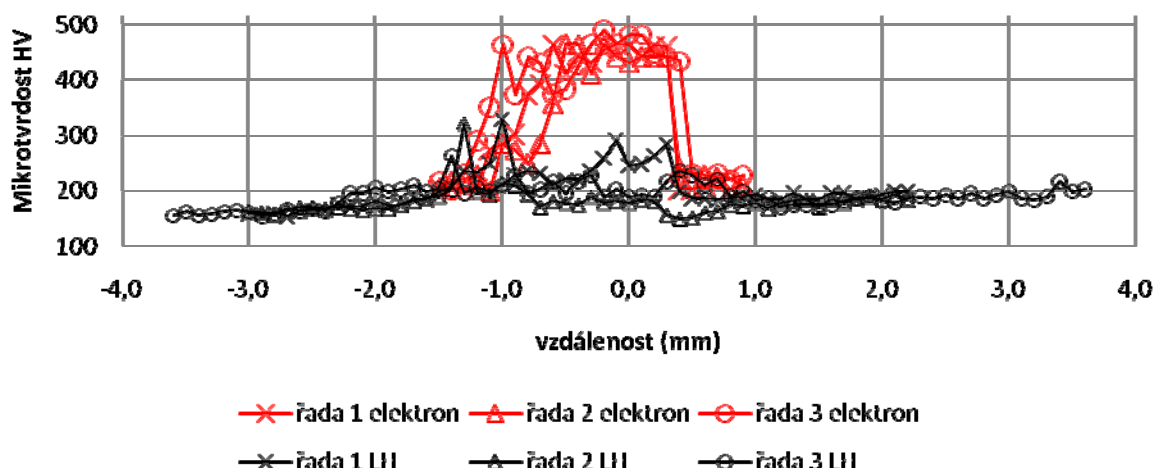
První vzorky byly svařovány elektronovým paprskem. Výhodou této automatizované metody je především její energie na jednotku délky (1380-1720 J/cm), ochrana svarového kovu vakuem (10^{-3} mbar) a vysoká rychlost svařování. Nevýhodou je však vazba mezi rozměrem svařence a rozměrem vakuové komory, čas potřebný pro dosažení vakua, celková náročnost zařízení, vysoké finanční náklady a v neposlední řadě také vznik nebezpečného záření. Nevýhodou je také nemožnost použití přídavného materiálu. Druhou metodou svařování byla vybrána laser-hybrid. Jedná se o poměrně mladou a robotizovanou metodu, používanou především v automobilovém průmyslu, která slučuje výhody laseru a svařování v aktivní atmosféře odtavitelnou elektrodou (dále jen 135). Výsledkem je vysoká rychlost svařování díky laseru a vytvoření krycí vrstvy metodou 135. Při běžném laserovém svařování totiž dochází k odpaření množství základního materiálu a to vede ke vzniku propadnutého, konkávního svaru.

Chybějící materiál je tak u metody laser hybrid dodáván v podobě přídavného materiálu (odtavitelné elektrody), což může také pozitivně ovlivnit ztrátu legujících prvků odpařením. Další výhodou přídavného materiálu je stupeň promísení, který může pozitivně ovlivnit výsledné mechanické a chemické vlastnosti svarového kovu. Nevýhodou této metody je především přílišné množství vneseného tepla pro malé svařence (laser i 135 dohromady), výskyt typických vad pro laserové svařování, nutnost použití dvou plynů (aktivní a formovací) a také ochrana pracoviště proti zasažení laserovým paprskem. Ten ztrácí výkon mimo svou fokusační vzdálenost, je však nebezpečný pro lidský zrak a také hrozí zásah odraženým laserovým paprskem.

Studium je zaměřeno na vlastnosti svarových spojů a jejich vad, které se během experimentů objevily. Vysoký výkon svařování, prudký pokles teploty po svařování a použití ochranných plynů nebo vakua musí mít vliv na kvalitu svarových spojů. U elektronového paprsku je to především nevyhovující tvrdost svarového spoje, u metody laser hybrid to je především pórovitost-vznik vzduchových bublin, likvační trhliny a vysoká tvrdost svarového kovu. Po následné analýze byla vybrána nejvhodnější metoda svařování a pro ni navrženo vhodné žíhání po svařování.

Nejprve byly svařené vzorky podrobeny rozsahu zkoušení dle platné normy, tedy ČSN EN ISO 15 614-11. Vizuální a penetrační zkouška neobjevila žádné vady, ovšem během prozáření vzorků svařovaných metodou laser-hybrid byly objeveny plynové dutiny a tím tato zkouška byla vyhodnocena jako nevyhovující. Vzhledem k této okolnosti již nebyly vzorky svařené metodou laser-hybrid dále podrobeny destruktivnímu zkoušení, pouze doplňujícím měřením tvrdosti a mikrotvrdosti (vzhledem k rozměru svaru) a to z důvodů srovnání obou svařovacích metod. Na vzorcích, svařovaných elektronovým paprskem, byly dále prováděny příčné zkoušky tahem (vyhovující), zkoušky lámavosti (vyhovující), zkoušky mikrotvrdosti (nevyhovující). Měření mikrotvrdosti bylo prováděno u obou metod ve třech liniích a to 1 mm pod povrchem, 3 mm pod povrchem a 5 mm pod povrchem. Srovnání mikrotvrdostí obou metod je uvedeno na obrázku 7.1. Jak je z výsledků patrné, svarový spoj provedený elektronovým paprskem vykazuje vyšší naměřené hodnoty mikrotvrdosti. Volbou vhodného žíhání by bylo možné nevyhovující tvrdost svarového kovu snížit. Pokud se teplota žíhání pohybuje v oblasti zcitlivění na mezikrystalickou korozi (425-815°C) [1], musí být vzorky následně podrobeny koroznímu zkoušení.

Obrázek 7.1 Srovnání mikrotvrdosti vzorků svařovaných elekt. paprskem a laser hybridem



Na makrostruktuře svarového kovu, provedeného elektronovým paprskem, nebyly objeveny žádné vady dle normy ČSN EN ISO 5817. Naopak makrostruktura svarového kovu provedeného metodou laser-hybrid objevila četné póry, plynové dutiny, dosahující rozměrů až 0,9 mm. Tento fakt je četný u metody svařování laserem, dá se tak přisoudit i svařování metodou laser-hybrid. Pórovitost je způsobena především unikajícími plyny (např. odpařené nečistoty) ze svarového kovu, které jsou zachyceny v tuhneoucím kovu. Pórovitost snižuje pevnost svaru, otevřená také může být nebezpečná ve vztahu s korozí. Tuto skutečnost lze ovlivnit volbou správných parametrů svařování. Čím je rychlost svařování nižší, tím je vyšší pórovitost ve svaru. To lze logicky odůvodnit—nižší rychlost svařování znamená delší setrvání laserového paprsku v jedné oblasti a tím i odpaření většího množství materiálu, který je následně uvězněn krycí housenkou technologie MAG. Rychlost svařování byla v tomto případě pouze 13 mm/s, což je pro 4kW lasery příliš nízká hodnota. Typická hodnota rychlosti svařování feritických ocelí tloušťek 3 mm je 45 mm/min. U konkrétního vzorku byla pórovitost způsobena nevhodnou volbou formovacího plynu. Ten byl vháněn do svařovacího přípravku a uvnitř vytvářel přetlak. Během svařování tento formovací plyn unikl přes tavnou lázeň. Velký vliv na vznik pórovitosti má však také čistota svarových ploch, která je zejména u laserového svařování často opomíjena. Ze svých praktických zkušeností připisuji právě oleji velký význam ve vzniku pórovitosti. Nepřítomnost pórovitosti nebo vzduchových bublin u metody svařování elektronovým paprskem přisuzuji přítomnosti vakua během svařování. Makrostruktura svarového spoje provedeného metodou laser-hybrid má také širokou střední a kořenovou část, což může znamenat nesprávnou fokusační vzdálenost laseru.

Výsledná mikrostruktura svarového kovu, provedená elektronovým paprskem i metodou laser hybrid, je licí a tvořena austenitem a delta feritem. Delta ferit je intersticiální tuhý roztok uhlíku v Fe delta a ve struktuře je cíleně, zvyšuje odolnost proti praskavosti za tepla. Krystalická mřížka delta-feritu je kubická, prostorově centrovaná, což má za následek nižší plasticitu než je tomu u austenitu. Delta ferit byl měřen programem Microimage, jehož princip spočívá v barevném rozlišení a následné kvantifikaci zkoumaných struktur. Vzorek byl elektrolyticky vyleptán v tzv. rozlišovacím leptadle (10% roztoku NaOH). Tímto leptáním se znázornily jednotlivé fáze (delta ferit, případně i sigma fáze), které jsou následně vyhodnoceny zmíněným programem Microimage. Ten vypočítá procentuální množství delta feritu, který se jeví na fotografii svarového kovu jako tmavé oblasti. Obsah delta-feritu je ve svarovém kovu, provedeném elektronovým paprskem průměrně 2,818% (statisticky provedenou analýzou se s 95% pravděpodobností jeho obsah pohybuje v rozmezí 2,135 – 3,501%) a u laser-hybridu průměrně 4,828% (statisticky provedenou analýzou se s 95% pravděpodobností jeho obsah pohybuje v rozmezí 3,965 – 5,691%). Vyšší obsah delta feritu u metody laser hybrid je z důvodu dolegování svarového kovu přídavným materiálem 309LSi (24%Cr, 13%Ni). Na mikrostruktuře svarového kovu, lze dále spatřit dvě krystalizační fronty – převážně dendritickou a částečně globulární. Výsledek měření delta feritu je u obou metod svařování vyhovující, neboť dle literatury [1] je doporučený obsah při pokojové teplotě 2-6 hm.% delta feritu. Vyšší obsah zvyšuje pravděpodobnost vzniku σ -fáze a snižuje korozní odolnost.

Na hranici ztavení začíná růst martenzit, což má za následek vyšší tvrdost materiálu. Hranice ztavení u obou metod svařování je na straně materiálu X8CrNiTi18-10 tvořena austenitem, δ -feritem a množstvím jemných karbidů. Hranice ztavení na straně materiálu L290NB je u elektronového paprsku tvořena sorbitem, tedy jemnou feriticko-cementitickou strukturou. U laser-hybridu je toto pásmo ztavení feriticko-perlitické, jehlicovitého uspořádání. Perlit je eutektoid, skládající se z feritu a cementitu. Mikrostruktura materiálu X8CrNiTi18-10 je tvořena austenitem, δ -feritem a množstvím jemných karbidů, mikrostruktura materiálu L290NB je feriticko-perliticko-bainitická.

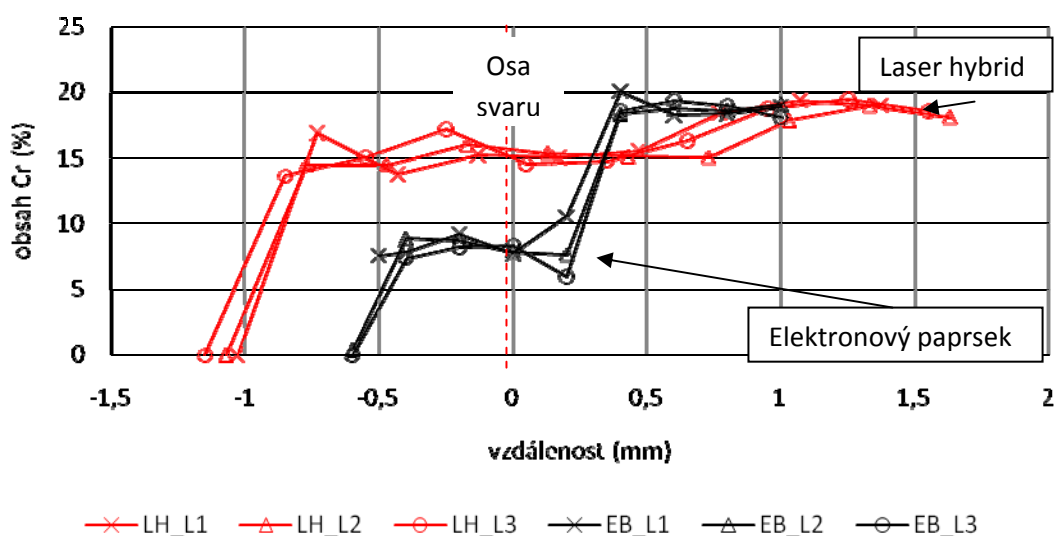
Další fází měření bylo stanovení chemického složení napříč svarovým spojem ve třech liniích, 1mm, 3 mm a 5mm pod povrchem a doplnění studia mikrostruktury snímky s velkým zvětšením. Snímky mikrostruktury svarového kovu doplnily a potvrdily vyšší obsah delta feritu u metody laser-hybrid, změřeného v programu microimage.

Ze snímků je také patrné, že struktura u elektronového paprsku je promísená se základními materiály. Naopak u metody laser-hybrid, na hranici ztavení u uhlíkové oceli, nedochází k rovnoměrnému promísení materiálu. Tento fakt je navíc podložen měřením chemického složení a měřením mikrotvrdosti. Prudká změna struktury může při cyklickém zatěžování působit jako technologický vrub a v tomto místě je tak vyšší pravděpodobnost porušení svaru. Dále byly na snímcích u metody laser-hybrid objeveny staženiny a likvační trhliny na hranicích zrn u hranice ztavení austenitu. Ty jsou způsobené nízkotavitelnými eutektiky, v tomto případě sirníky a fosfidy železa (Fe-FeS , $T_s=1190^\circ\text{C}$ a $\text{Fe-Fe}_3\text{P}$, $T_s=1166^\circ\text{C}$ [2]), které obalí hranice zrna a během tuhnutí vedou ke vzniku tzv. likvačních trhlin. Tento typ trhlin je interkrystalický, což je i patrné ze snímků z elektronového mikroskopu.

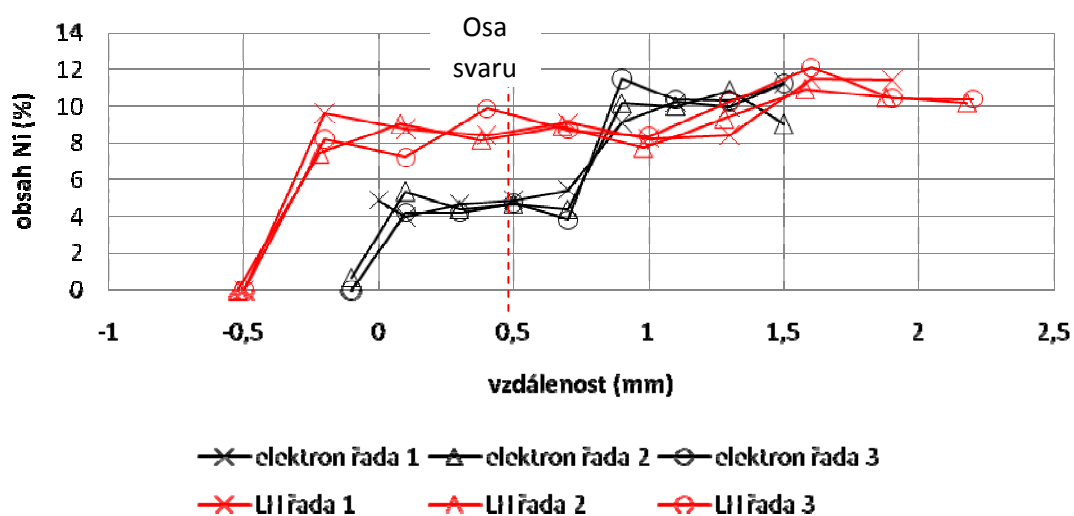
Možností jak zamezit vzniku těchto trhlin je několik. Především je to volba vhodného materiálu s obsahem fosforu a síry do 0,02% [2] a celkově snížit tepelný příkon dané metody svařování. V případě metody laser hybrid se jedná o snížení výkonu laseru nebo snížení rychlosti podávání drátu u metody 135. Literatura [2] doporučuje snížení rychlosti, to by však mohlo negativně ovlivnit pórovitost ve svarovém kovu.

Změna obsahu hlavních legujících prvků napříč svarovým spojem (u obou svařovacích metod) byla zanesena graficky do jednoho obrázku (viz. obrázek 7.2, 7.3, 7.4).

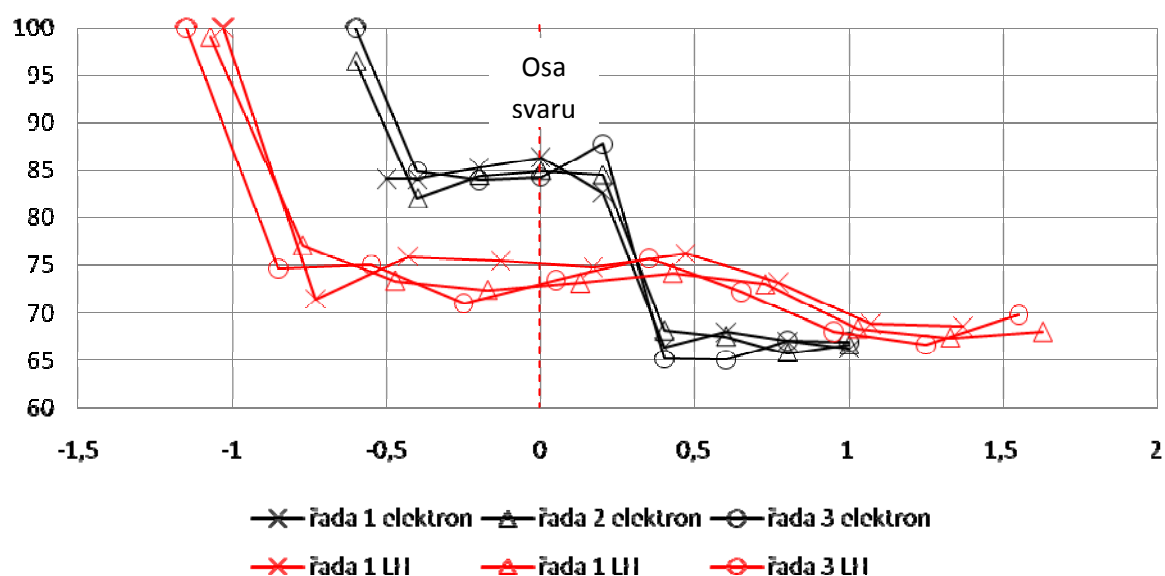
Obrázek 7.2 Srovnání obsahu chrómu obou svařovaných metod (elektron, laser hybrid)



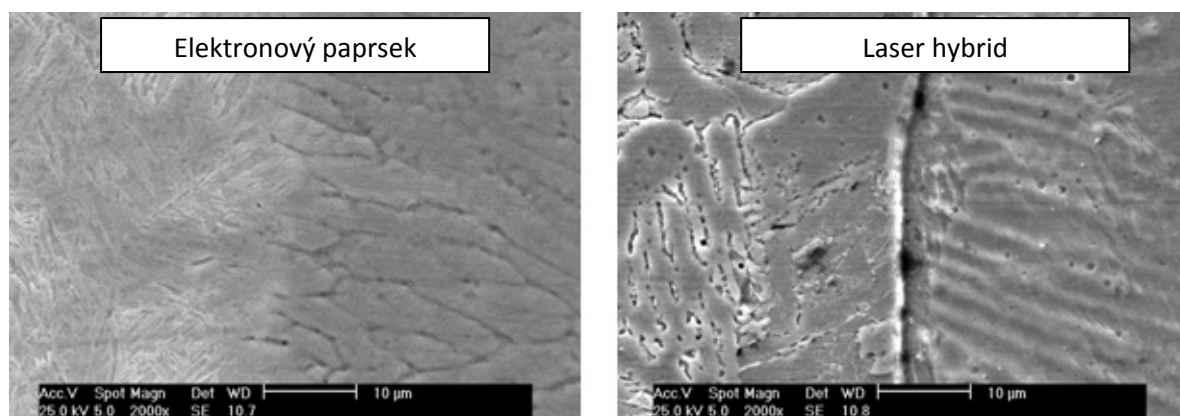
Obrázek 7.3 Srovnání obsahu niklu obou svařovaných metod (elektron, laser hybrid)



Obrázek 7.4 Srovnání obsahu železa obou svařovaných metod (elektron, laser hybrid)



Obrázek 7.5 Mikrostruktura hranice ztavení na straně feritické oceli (2000x):



Je patrné, že ke změně chemického složení dochází u metody laser hybrid skokově a to (jak to vyplývá i ze snímků pásma ztavení) na straně feritické oceli L290NB (viz. obrázek 13.5). U této metody je zřejmý vliv přídavného austenitického materiálu 309LSi, který do svarového kovu přispívá zvýšením obsahu chrómu a niklu za současného odpařování legujících prvků vlivem laseru, což vede k charakteristickým křivkám průběhu chemického složení. Naopak, ke změně chemického složení u elektronového svařování dochází postupně, v jednotlivých stupních. Prvním stupněm je chemické složení austenitické oceli, následně druhý stupeň, tedy snížení hladiny těchto prvků vlivem jejich propalu (svařuje se na tři průchody svazku elektronů) a třetím stupněm, kterým je ustálení obsahu prvků dle feritické oceli. K jednotlivým změnám chemického složení dochází ve svarovém kovu přibližně 0,1 mm od pásma ztavení feritické a austenitické oceli.

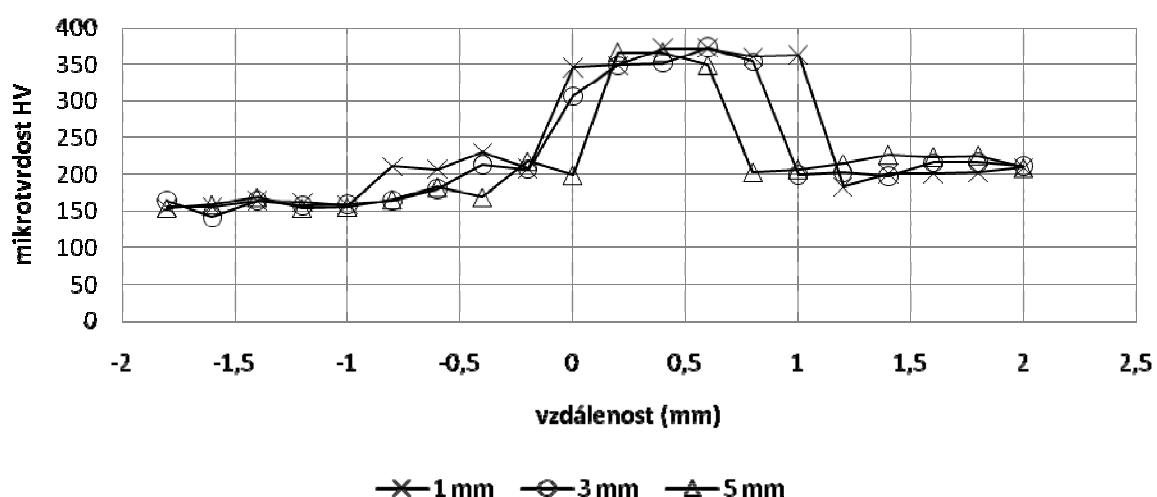
Vzhledem k nalezeným karbidům a nitridům ze snímků mikrostruktury provedené elektronovým mikroskopem, byly vzorky provedené elektronovým svařováním a metodou laser hybrid podrobeny rentgenové difrakci. Tato metoda klasifikuje jednotlivé struktury podle jedinečného difrakčního obrazu. Bylo třeba dokázat vliv titanu jako stabilizačního prvku. Literatura [3] doporučuje k zamezení mezikrystalické koroze dolegování ocelí stabilizačními prvky Ti, Nb, Ta, Zr, W, V. Austenitická ocel X8CrNiTi18-10 obsahuje jako stabilizační prvek titan. Tento prvek má vyšší afinitu k uhlíku než chróm a jeho úlohou je zabránit vazbě chrómu s uhlíkem, což by mělo za následek mezikrystalickou korozi. To prokázalo první měření svarového kovu provedeného elektronovým paprskem, na jehož difrakčním záznamu byly objeveny karbidy titanu (TiC), karbonitridy titanu ($\text{C}_{0,3}\text{N}_{0,7}\text{Ti}$; $\text{TiC}_{0,2}\text{N}_{0,8}$), nitridy titanu (Ti_2N) a další karbidy typu (M_{23}C_6). Avšak na dalším difrakčním záznamu byly objeveny pouze oxidy, nitridy titanu a nebezpečné karbidy chrómu (Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3) čímž úloha tohoto prvku jako stabilizačního proti mezikrystalické korozi končí. I když se svařovalo ve vakuu, titan se dokázal vázat na kyslík z nečistot a na dusík, obsažený v austenitickém základním materiálu. Podobné výsledky vykazoval i svarový spoj provedený metodou laser hybrid, na jehož difrakčním záznamu byly objeveny mimo oxidů a nitridů titanu také karbidy chrómu Cr_{23}C_6 a Cr_7C_3 . Vzhledem k naměřeným hodnotám je nutné oba svarové spoje provedené elektronovým paprskem i metodou laser hybrid podrobit zkoušení odolnosti vůči mezikrystalické korozi.

Celkově však lze říci, že pro svařování konkrétních materiálů vyhověl svarový spoj provedený elektronovým paprskem. Kromě tvrdosti svarového kovu tato metoda obstála při zkoušení dle mezinárodních norem. Nevyhovující tvrdost je způsobena teplotním cyklem této metody, kdy vlivem prudkého ohřevu a ochlazení začínají na hranicích zrn růst tvrdé mikrostruktury, jako například martenzit. Tuto skutečnost však lze pozitivně ovlivnit vhodným žíháním. Vzhledem k tomu, že se teplota žíhání nachází v oblasti zcitlivění na MKK byly vzorky po žíhání podrobeny korozním zkouškám. Také byla prokázána úloha titanu jako stabilizačního prvku i plynulejší přechod hlavních legujících prvků napříč svarovým spojem. Naproti tomu, vzorky svařované metodou laser hybrid doprovázely tyto problémy:

- a) Výskyt pórovitosti a vzduchových bublin ve svarovém kovu z důvodu nesprávně nastavených svařovacích parametrů a nesprávnou volbou formovacího plynu.
- b) Nedostatečné promísení materiálů na hranici ztavení feritické oceli L290NB související se skokovým přechodem obsahu hlavních legujících prvků v této oblasti (cca. 0,25 mm) z maximálních hodnot v austenitické oceli na minimální hodnoty ve feritické oceli.
- c) Výskyt likvačních trhlin z důvodu segregace nízkotavitelných eutektik.

Pro jednotlivé vzorky, svařené elektronovým paprskem, bylo navrženo žíhání pod Ac1 a to na teplotu 620°C, 650°C, 670°C, 700°C po dobu třiceti minut. Ve zkoušce tvrdosti vyhověla teplota 650°C, 670°C, 700°C, avšak při měření mikrotvrdosti vyhověl pouze vzorek žíhaný na teplotu 700°C (viz. obrázek 7.6). Maximální přípustná hodnota je 380 HV, maximální hodnota po žíhání na 700°C byla 374 HV.

Obrázek 7.6 Průběh mikrotvrdosti napříč svarovým kovem



Nakonec byly vzorky svařované elektronovým paprskem a metodou laser hybrid podrobeny koroznímu zkoušení. Toto měření bylo zaměřeno na bodovou korozi, mezikrystalickou korozi a na galvanickou korozi. První uvedený typ koroze je velmi nebezpečný, z důvodu složité detekovatelnosti. Je způsoben ionty halogenů, které rozpouštějí ochranný oxidický film, následující anodickým rozpouštěním základního materiálu a tvorbě charakteristického důlku. Tento důlek je obalen produkty koroze a tak se na povrchu jeví jako malá dírka, avšak pod povrchem dochází ke značnému poškození materiálu. Měření probíhalo dle mezinárodní normy ACTM G 31 – 72 tzv. ponorovou zkouškou. Během měření bylo zpozorováno napadení feritické oceli L290NB, avšak toto napadení bylo rovnoměrné.

Druhý typ koroze je charakteristický pro vysocelegované oceli s vyšším obsahem chrómu nad 13%. Vzhledem k rozdílné difúzní rychlosti uhlíku (vyšší) a chrómu (nižší), dochází k vazbě uhlíku s chrómem na hranicích zrn, čímž dochází ke snížení korozní odolnosti v této oblasti. Zabránění vzniku této koroze spočívá v účinku tzv. stabilizačních prvků (Ti, Ta, Nb dle literatury [1]). Tyto prvky mají vyšší afinitu k uhlíku než chróm, čímž dochází k jejich přednostní vazbě s uhlíkem. To potvrzuje i předchozí měření na elektronovém mikroskopu a rentgenové difrakci svarových spojů provedených elektronovým paprskem, kdy byly objeveny karbidy titanu (TiC) a karbonitridy titanu ($C_{0,3}N_{0,7}Ti$; $TiC_{0,2}N_{0,8}$). Titan jako stabilizační prvek však není nejvhodnější vzhledem ke své vysoké afinitě ke kyslíku (okolní atmosféře). Základní materiál X8CrNiTi18-10, ani svarový kov provedený elektronovým paprskem a metodou laser hybrid neprokázal náchylnost na mezikrystalickou korozi.

Třetí a poslední zkoumaný typ koroze je tzv. galvanická koroze. Tento typ koroze hraje důležitou roli u heterogenních spojů, tedy kombinace více a méně ušlechtilých materiálů (austenitická ocel a feritická ocel). Pokud dojde k jejich vystavení agresivnímu prostředí, dochází vlivem jejich rozdílných elektropotenciálů ke vzniku tzv. korozního článku. Vzhledem k tomu, že během odstávky dochází v parogenerátoru ke kondenzaci provozní kapaliny, je na místě prověřit odolnost konkrétního svarového spoje vůči tomuto typu koroze. Během tohoto měření nebylo zpozorováno korozní napadení ani austenitického materiálu, ani u svarového kovu provedeného elektronovým paprskem, nebo metodou laser hybrid.

8 ZÁVĚR

Cílem disertační práce bylo ověření možnosti nahrazení stávajících metod svařování austeniticko-feritických spojů metodami s nízkým vneseným teplem (elektronový paprsek a laser hybrid). Výhodou těchto metod je minimální tepelné ovlivnění základních materiálů a tím i minimální ovlivnění základních mechanických vlastností. Výhodou je také vysoká rychlost svařování, čímž se zvyšuje produktivita výroby.

Zkoumané spoje (svařované elektronovým paprskem a laser hybridem) byly ověřeny dle normy ČSN EN ISO 15 614-11. U elektronového paprsku byly výsledky zkoušek vyhovující, pouze zkouška mikrotvrdosti byla nevyhovující (maximální povolená hodnota je 380 HV_{0,1}, ve svarovém kovu však dosahuje až 500 HV_{0,1}). U metody laser hybrid byly při prozařovací zkoušce objeveny plynové dutiny a vzorky poté již nebyly podrobeny destruktivnímu zkoušení. Plynové dutiny u metody laser hybrid byly způsobeny nevhodnou volbou formovacího plynu (dusík). Ten byl vpouštěn do svařovacího přípravku a vytvářel tak nevhodný přetlak tohoto plynu, což vedlo ke vzniku plynových dutin. Z toho vyplývá, že výskyt této vady omezit nepoužíváním formovacího plynu, ochranný plyn je dostačující. I přesto byly vzorky dále podrobeny zkouškám mikrostruktury.

Dále byly vzorky zkoumány na obsah delta feritu ve struktuře svarového kovu. Delta ferit zvyšuje odolnost proti praskavosti za tepla a jako vyhovující je obsah od 2-8%. Obsah delta feritu v obou vzorcích je vyhovující, u elektronového paprsku je to cca 2,18% a u laser hybridu 4,8%. Rozdíl u jednotlivých metod je způsoben použitím přídatného materiálu u metody laser hybrid.

Při dalším testování byly vzorky jednotlivých metod podrobeny elektronové mikroskopii. Zde se měřil obsah legujících prvků napříč svarem a také vliv přídavného materiálu na promísení jednotlivých materiálů. U elektronového paprsku se chemické složení mění průběžně, což je způsobeno promísením jednotlivých základních materiálů. U metody laser hybrid se chemické složení mění skokově. Je to dáno použitím přídavného materiálu, který ve svarovém kovu udržuje obsah niklu a chromu na přibližně stejném množství jako je v austenitickém základním materiálu. Při elektronové mikroskopii byly u metody laser hybrid objeveny staženiny, které mohou vést ke vzniku likvačních trhlin. Jejich vznik lze zamezit vhodnými parametry svařování, snížením tepelného příkonu.

Vzhledem k nevyhovující tvrdosti ve svarovém spoji provedeném elektronovým paprskem, bylo navrženo vhodné žíhání. Vyhovující mikrotvrdosti bylo dosaženo při žíhání na teplotu 700°C po dobu 30 minut. Vzhledem k tomu, že se teplota žíhání pohybuje v oblasti zcitlivění na mezikrystalickou korozi (425-815°C), budou tyto vzorky následně testovány na odolnost proti této korozi.

Problémem u těchto spojů je také výskyt karbidů, které mohou způsobit ochuzení hranic zrn, což může vést k mezikrystalické korozi. Výskyt karbidů lze ověřit tzv. fázovou rentgenovou difrakcí. Výsledkem je difrakční záznam jednotlivých krystalických fází. Každá krystalická látka má totiž jedinečný difrakční záznam a tak jsme ji schopni klasifikovat. Během měření byly ve svarovém kovu u obou metod svařování pozorovány karbidy Cr_{23}C_6 a Cr_7C_3 a proto je důležité ověřit odolnost austenitického základního materiálu a svarového kovu proti mezikrystalické korozi. V austenitickém základním materiálu byl dodán jako tzv. stabilizační prvek titan. Jeho funkcí je přednostní vazba s uhlíkem, za vzniku karbidů typu M_{23}C_6 . Titan ovšem reagoval především s kyslíkem a dusíkem, za vzniku oxidů a nitridů TiO_2 , Ti_3O_5 , Ti_2N , Ti_3N_2 .

Na závěr byly vzorky z obou metod svařování podrobeny měření na korozní odolnost proti bodové, mezikrystalické a také galvanické korozi. Jako první probíhala tzv. ponorová zkouška, jejímž cílem je zjistit odolnost proti bodové korozi. Po 72 hodinách se ve feritické oceli L290NB objevila bodová koroze. Ovšem svarový kov, ani austenitická ocel napadena nebyla. Výsledkem druhé zkoušky bylo zjištění korozní odolnosti vzorku obou metod svařování proti mezikrystalické korozi. Vzhledem k heterogennímu charakteru spoje byla tato zkouška zaměřena na svarový spoj a austenitický materiál.

Tato zkouška neprokázala náchylnost na tento typ koroze. Nakonec byly vzorky obou metod svařování zkoušeny proti galvanické korozi. Výsledky této zkoušky také neprokázaly náchylnost na tento typ koroze.

Závěrem lze tedy říci, že pro konkrétní aplikaci (kotlové trubky v parogenerátoru jaderné elektrárny) lze použít metodu svařování elektronovým paprskem, ovšem tyto vzorky musí být vyžehány na teplotu 700°C po dobu 30 minut. Druhá metoda svařování (laser hybrid) nebyla vyhovující. To však bylo způsobeno nevhodnou volbou formovacího plynu. Pokud by došlo k omezení vzniku plynových dutin, byla by tato metoda svařování vhodnější, neboť by svarový spoj již nemusel být žehán.

9 SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] KOLEKTIV AUTORŮ, *Materiály a jejich svařitelnost*. Ostrava: ZEROSS, 2001. 292 s. ISBN 80-85771-85-3.
- [2] BERNASOVSKÝ, Peter a kol. *Náuka o materiáli a zvariteľnosť ocelí*. 1. vyd. Bratislava: WELDTECH, 1996. 115 s. ISBN 80-88734-19-3.
- [3] ČÍHAL, Vladimír. *Mezikrystalická korozie ocelí a slitin*. 3., přepracované a doplněné vydání. Praha: SNTL – Nakladatelství technické literatury, 1984. 360 s. DT 620.193:669.14.
- [4] ZBOŘIL, J. *Hodnocení svarových spojů provedených vysokovýkonnými metodami svařování*. Ostrava, 2007. Diplomová práce na strojní fakultě VŠB-TU Ostrava na katedře mechanické technologie. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Drahomír Schwarz, CSc.
- [5] KUČERA, K. *Svařování heterogenních svarových spojů elektronovým paprskem*. Ostrava, 2006. 75s. Diplomová práce na strojní fakultě VŠB-TU Ostrava na katedře mechanické technologie. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Drahomír Schwarz, CSc.

10 SEZNAM PUBLIKACÍ AUTORA

- [1] ZEMÁNEK, Jan, SCHWARZ, Drahomír. *Heterogenní svarový spoj provedený metodou laser-hybrid*. Konstrukce, 2007, 6. ročník, č. 1/2007, s. 45-49, ISSN 1213-8762.
- [2] ZEMÁNEK, Jan. *Heterogenní svarový spoj provedený metodou laser-hybrid*. Sborník přednášek „Nové materiály, technologie a zařízení pro svařování“ (9. ročník odborného semináře), 1. vyd. Ostrava: Český svářečský ústav s.r.o. Ostrava, VŠB-TU Ostrava, 2006. 252 s. ISBN 80-248-1154-5.

- [3] ZEMÁNEK, Jan. *Heterogenní svarový spoj provedený metodou svařování elektronovým paprskem*. Sborník přednášek „Workshop 2006 fakulty strojní“, 1. vyd. Ostrava: VŠB – TU Ostrava, 2006. 107 s. ISBN 80-248-0999-0.
- [4] ZEMÁNEK, Jan, MOHYLA, Petr. *Svařování MIG/MAG ve zkratce*. Svět svaru, 2006, roč. X, č. 1/2006, s. 16-17, ISSN 1214-4983.
- [5] ZEMÁNEK Jan. *Modifikace kyslíkového kopí pro přenosné řezací jednotky*. Sborník přednášek „Perspektivní technologie a materiály pro technické aplikace.“Univerzita Pardubice, 2005, ISBN 80-7194-803-9.
- [6] ZEMÁNEK Jan. *Tepelné dělení materiálů s využitím tuhého zdroje kyslíku*. Sborník přednášek „Nové materiály, technologie a zařízení pro svařování“ (8. ročník odborného semináře), VŠB-TU Ostrava, 2005, ISBN 80-248-0898-6.
- [7] ZEMÁNEK Jan., *Tepelné dělení materiálu s využitím tuhého zdroje kyslíku*, Ostrava, 2004, 60 s., Diplomová práce na Strojní fakultě VŠB-TU Ostrava, Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Drahomír Schwarz, CSc.